

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number : 2002-030344
(43) Date of publication of application : 31.01.2002

(51) Int.Cl. C21D 9/32
B24C 1/10
C21D 1/06
C21D 1/10
C21D 7/06
C22C 38/00
C22C 38/44
C23C 8/22

(21) Application number : 2000-223865 (71) Applicant : ISUZU MOTORS LTD
(22) Date of filing : 19.07.2000 (72) Inventor : MATSUI KATSUYUKI
ANDOU HASHIRA

(54) METHOD FOR MODIFYING SURFACE OF ALLOY STEEL FOR MACHINE STRUCTURE, AND SURFACE MODIFIED MATERIAL

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for modifying the surface of alloy steel for machine structures excellent in fatigue strength under the load condition in which stress ratio is positive, and to provide a surface modified material.

SOLUTION: In this method for modifying the surface of alloy steel for machine structures, the surface of alloy steel for machine structures is subjected to vacuum carburizing treatment and is thereafter subjected to two step shot peening treatment in which the grain size of shots in the first shot peening treatment is smaller than that in the second shot peening treatment to introduce high compressive residual stress into the region directly below the surface of the alloy steel for machine structures and further to reduce the surface roughness. Moreover, as the prestage of the two step shot peening treatment superrapid-short time heating and rapid cooling treatment may be performed.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 27.05.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-30344

(P2002-30344A)

(43)公開日 平成14年1月31日(2002.1.31)

(51)Int.Cl'	識別記号	F I	7-73-1*(参考)
C 21 D 9/32		C 21 D 9/32	A 4 K 0 28
B 24 C 1/10		B 24 C 1/10	D 4 K 0 42
		F	
C 21 D 1/06		C 21 D 1/06	G
			A
	審査請求 未請求 要求項の数 8 OL (全 11 頁) 最終頁に記く		

(21)出願番号 特願2000-223965(P2000-223965)

(22)出願日 平成12年7月19日(2000.7.19)

(71)出願人 000000170

いすゞ自動車株式会社

東京都品川区南大井6丁目26番1号

(72)発明者 松井 駿泰

神奈川県川崎市川崎区殿町3丁目25番1号

いすゞ自動車株式会社川崎工場内

(72)発明者 安藤 桂

神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5

(74)代理人 100068021

弁理士 鶴谷 信哉

F ターム(参考) 4K028 AA01 AB01 AB06 AC03

4KD42 AA18 BA04 CA06 CA08 CA10

DA01 DB01

(54)【発明の名称】機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材

(57)【要約】

【課題】応力比が正の荷重条件の時の疲労強度に優れた機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材を提供するものである。

【解決手段】本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さい2段ショットビーニング処理を加し、機械構造用合金鋼の表面直下に、高い圧縮残留応力を導入すると共に、表面粗さを低下させたものである。また、2段ショットビーニング処理の前工程に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施してもよい。

(2)

特開2002-30344

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施し、機械構造用合金鋼の表面直下に、高い圧縮残留応力を導入すると共に、表面粗さを低下させることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項2】 上記ダブルショットピーニング処理の前工程に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施す請求項1記載の機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項3】 上記ダブルショットピーニング処理として、ショット粒径が400～800μmの1段目のショットピーニング処理を施した後、ショット粒径が100μm以下の2段目のショットピーニング処理を施す請求項1又は請求項2記載の機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項4】 上記加熱急冷処理として、輪郭高周波焼入れ処理を施す請求項2記載の機械構造用合金鋼の表面改質方法。

【請求項5】 機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項6】 機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施し、その加熱急冷処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなることを特徴とする機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項7】 上記機械構造用合金鋼の化学成分が、C:0.15～0.25wt%, Mn:0.40～1.00wt%, Mo:0.15～0.60wt%, Cr:0.05～1.35wt%, Ni:0.05～2.00wt%, Si:0.03～0.35wt%, P:0.030wt%以下, S:0.030wt%以下、鍛部がFe及び不可逆不純物である請求項5又は請求項6に記載の機械構造用合金鋼の表面改質材。

【請求項8】 表面炭素濃度が0.7～0.9wt%である請求項5から請求項7いずれかに記載の機械構造用合金鋼の表面改質材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材に係り、特に、歯車の歯面改質方法及び歯面改質材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】物流の高効率化、環境保全、及び資源保護の観点から、自動直用エンジンの高出力化や自動直の程進化が図られている。このため、自動直用の歯車にお

いては、より一層の疲労強度の向上が求められている。

【0003】自動車用歯車の疲労強度を向上させるべく、歯車の表面(前面)に様々な表面改質処理が施されている。この表面改質処理としては、従来、浸炭焼入れ・氮化処理や、浸炭焼入れ・焼戻し処理とショットピーニング処理の複合処理が多く用いられている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、これらの処理を施してなる歯車の、応力比(R)が正(例えば、0.1)の荷重条件の時の疲労限は、せいぜい1000MPa程度であり、疲労強度の更なる向上が望まれている。

【0005】以上の事情を考慮して創案された本発明の目的は、応力比が正の荷重条件の時の疲労強度に優れた機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材を提供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成すべく本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施した後、その表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施すものである。

【0007】以上の方によれば、機械構造用合金鋼の表面近傍の硬さが硬くなり、表面における表面異常組織の生成を防止でき、組織中の残留オーステナイト量を低減させ、かつ、表面に高い圧縮残留応力を導入することができる。また、機械構造用合金鋼の表面粗さを低下させることができる。

【0008】また、上記ダブルショットピーニング処理の前工程に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施してもよい。

【0009】また、上記ダブルショットピーニング処理として、ショット粒径が400～800μmの1段目のショットピーニング処理を施した後、ショット粒径が100μm以下の2段目のショットピーニング処理を施すことが好ましい。

【0010】また、上記加熱急冷処理として、輪郭高周波焼入れ処理を施すことが好ましい。

【0011】一方、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなるものである。

【0012】また、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、機械構造用合金鋼の表面に真空浸炭処理を施し、その真空浸炭処理後の表面に、超急速・短時間の加熱急冷処理を施し、その加熱急冷処理後の表面に、1段目のショット粒径よりも2段目のショット粒径が小さいダブルショットピーニング処理を施してなるものであ

(3)

特開2002-30344

4

る。

【0013】以上の構成によれば、表面近傍の硬さが硬く、表面に異常組織が殆どなく、組織中の残留オーステナイト量が低く、かつ、表面に導入された圧縮残留応力が高い機械構造用合金鋼の表面改質材を得ることができる。

【0014】また、上記機械構造用合金鋼の化学成分が、C: 0.15~0.25wt%, Mn: 0.40~1.00wt%, Mo: 0.15~0.60wt%, Cr: 0.05~1.35wt%, Ni: 0.05~0.00wt%, Si: 0.03~0.35wt%, P: 0.030wt%以下, S: 0.030wt%以下、残部がFe及び不可避不純物であることが好ましい。

【0015】また、表面炭素濃度が0.7~0.9wt%であることが好ましい。

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明の好適一実施の形態を説明する。

【0017】本発明者らが既往研究した結果、応力比(R)が正の荷重条件の時には、以下に示すことが、疲労強度向上にとって重要であるということを見出だした。

【0018】(1) 表面近傍の硬さ(HV)を可能な限り向上させる。

【0019】(2) (1)と共に、表面直下に大きな圧縮残留応力を導入する。

【0020】(3) き裂伝播の第1段階(Stage I)におけるき裂伝播距離を短くし、降伏応力を大きくするため、可能な限り結晶粒径を小さくする。

【0021】以上、(1)~(3)に基づいて、Rとrの荷重条件の時、浸炭焼入処理を施した機械構造用合金鋼の疲労強度を向上させる方法を詳細に検討すると、以下の5つの項目、すなわち、

- ① 並昇酸化層等の表面異常組織生成の低減・防止、
- ② 結晶粒の微細化、
- ③ 残留オーステナイト(γ_a)量の低減、
- ④ 表面直下の高硬さ化、
- ⑤ 表面直下に大きな圧縮残留応力(好ましくは降伏応力に等しい圧縮残留応力)を導入、

が重要な因子となる。

【0022】尚、ここで用いる機械構造用合金鋼の定義は、合金鋼素材及びそれを用いた部材である。

【0023】先ず、①を達成するためには、焼成炉内の雰囲気の低酸素分圧化が必要である。そのための浸炭処理法として、真空炭素(Vacuum Carburing(以下、VCと示す))を用いる。

【0024】次に、②を達成するためには、焼入れ時に、オーステナイト化温度への急速加熱や、急熱・急冷の繰返しが重要となる。それらを実現可能な焼入れ方法として、超急速・短時間の加熱急冷処理である輪郭高周

波焼入れ(Contour Induction Hardening(以下、CIHと示す))法が有用である。ここで、VC処理を施した機械構造用合金鋼に、CIH処理を施すことにより、硬さの向上と結晶粒の微細化を同時に達成することが可能となる。また、CIH処理により、機械構造用合金鋼の熱処理ひずみを低減させたり、表面直下に大きな圧縮残留応力を導入することができる。

【0025】次に、④~⑤を同時に達成する手段として、ショットビーニング法が挙げられる。特に、ダブルショットビーニング(Double Shot Peening(以下、DSPと示す))とし、かつ、2段目のビーニングに用いるショット粒径を1段目のビーニングに用いるショット粒径よりも小さい100μm以下とすることで、機械構造用合金鋼の疲労強度の向上の上で重要な、表面直下の残留応力分布や表面粗さを大幅に改善することができる。

【0026】以上を踏まえ、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、先ず、機械構造用合金鋼(例えば、自動車用歯車)の表面に、表面炭素濃度低い値が0.7~0.9wt%のVC処理を施す。

【0027】次に、VC処理後の機械構造用合金鋼の表面に、ショット粒径が400~800μmの1段目のショットビーニング処理およびショット粒径が100μm以下の2段目のショットビーニング処理を順次施することで、表面改質層がなされた機械構造用合金鋼(機械構造用合金鋼の表面改質材)が得られる。

【0028】ここで、機械構造用合金鋼としては、応力比が正の荷重条件の時に高い疲労強度が要求される合金鋼であればよく、特に限定するものではないが、好ましくは自動車用歯車鋼、一般的な歯車鋼などが挙げられる。この自動車用歯車鋼としては、例えば、化学成分が、C: 0.15~0.25wt%、好ましくは0.18~0.22wt%、より好ましくは0.20前後、Mn: 0.40~1.00wt%、好ましくは0.80~0.90wt%、より好ましくは0.85前後、Mo: 0.15~0.60wt%、好ましくは0.30~0.50wt%、より好ましくは0.40前後、Cr: 0.05~1.35wt%、好ましくは0.08~0.12wt%、より好ましくは0.10前後、Ni: 0.05~0.20wt%、より好ましくは0.08~0.12wt%、より好ましくは0.10前後、Si: 0.03~0.35wt%、好ましくは0.05~0.07wt%、P: 0.030wt%以下、S: 0.030wt%以下、残部がFe及び不可避不純物であるものが挙げられる。

【0029】また、VC処理の処理条件は、機械構造用合金鋼の表面改質材で許容される表面異常組織の量(又は表面異常組織層の深さ)に応じて適宜選択されるものであり、特に限定するものではない。

【0030】さらに、DSP処理の処理条件は、機械構

(4)

特開2002-30344

5

適用合金鋼の表面改質材に要求される残留オーステナイト量、表面直下の硬さ、及び表面直下に導入される圧縮残留応力の大きさに応じて適宜選択されるものであり、特に限定するものではない。ここで、2段目のシャットビーニング処理のシャット粒径を $100\mu\text{m}$ 以下に限定したのは、シャット粒径が $100\mu\text{m}$ を超えると、最大圧縮残留応力の得られる表面からの深さは深くなるものの、表面粗さの改善（表面粗さをより小さくする）効果が認めなく（又は殆ど認めなく）なるためである。

【0031】本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材によれば、機械構造用合金鋼の表面にVC処理を施すことで、疲労強度上有害な粒界酸化などの表面異常組織が生成しない（又は殆ど生成しない）。

【0032】また、VC処理後にDSP処理を施すこと、ビーニング効果により、(a) 機械構造用合金鋼の表面改質材の、表面から深さ $100\mu\text{m}$ 程度までの領域の残留オーステナイト量が著しく減少し、(b) 機械構造用合金鋼の表面改質材の、表面部の最高硬さが 1000HV 以上との超高硬さとなり、(c) 機械構造用合金鋼の表面改質材の、表面直下に導入される最大圧縮残留応力が 1600MPa 以上と極めて高くなると共に、最大の圧縮残留応力値が表面に位置するようになる。ここで、(a)は、ビーニング時に加工誘起マルテンサイト変態が起こり、残留オーステナイトがマルテンサイト化したためであり、(c)は、通常のダブルショットビーニングの効果と(a)の効果との重畠効果によるものである。

【0033】さらに、前述の(a)～(c)の効果により、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、応力比が正（例えば、 $R = 0, 1$ ）の荷重条件の時、疲労限が 1800MPa 以上となる。この値は、機械構造用合金鋼にVC処理のみを施した従来の表面改質材と比較すると、2倍以上の値である。この時、疲労限まで到達した（例えば、破断までのサイクル数が 10^7 回）機械構造用合金鋼の表面改質材の残留応力を計算すると、表面の最大圧縮残留応力は若干低下するものの、それでも 1500MPa 以上の極めて高い圧縮残留応力が存在しており、また、内部の圧縮残留応力分布は疲労試験の前後で殆ど変化していない。すなわち、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材は、優れた疲労強度を有している。

【0034】次に、他の実施の形態の機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材について説明する。

【0035】本実施の形態に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法は、先ず、機械構造用合金鋼（例えば、自動車用歯車）の表面に、表面炭素濃度組成が $0, 7 \sim 0, 9\text{wt\%}$ のVC処理を施す。

【0036】次に、VC処理後の機械構造用合金鋼の表面に、超急速・短時間のCIH処理（加熱急冷凍却）を施す。

10

6

【0037】その後、CIH処理後の機械構造用合金鋼の表面に、シャット粒径が $400 \sim 800\mu\text{m}$ の1段目のシャットビーニング処理およびシャット粒径が $100\mu\text{m}$ 以下の2段目のシャットビーニング処理を順次施することで、表面改質処理がなされた機械構造用合金鋼（機械構造用合金鋼の表面改質材）が得られる。

【0038】ここで、CIH処理の処理条件は、機械構造用合金鋼の表面改質材に要求される硬さ及び結晶粒度に応じて適宜選択されるものであり、特に限定するものではない。

【0039】本実施の形態に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材においても、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質方法及び表面改質材と同様の作用効果を奏することは言うまでもない。

【0040】また、本実施の形態によれば、VC処理とDSP処理との間の工程で、CIH処理を施すことで、二次焼入効果によって、結晶粒径がより微細になると、新たな効果を発揮する。これによって、機械構造用合金鋼の表面改質材の疲労限が更に高くなる（例えば、本発明に係る機械構造用合金鋼の表面改質材と比較して 10wt\% 以上も高くなる）。

【0041】

【実施例】機械構造用合金鋼として、NiおよびMoの含有量を高くして複炭層を強化し、また、SiおよびCrの含有量を低くして表面異常層の低減を狙った高強度歯車用鋼（大同特殊鋼（株）製（以下、DSG1鋼と示す））を用いた。ここで、このDSG1鋼の化学成分組成は、Cが $0, 19\text{wt\%}$ 、Mnが $0, 84\text{wt\%}$ 、Moが $0, 4\text{wt\%}$ 、Crが $0, 107\text{wt\%}$ 、Niが $0, 09\text{wt\%}$ 、Siが $0, 06\text{wt\%}$ 、Pが $0, 010\text{wt\%}$ 、およびSが $0, 019\text{wt\%}$ であり、残部がFe及び不可避不純物である。

【0042】DSG1鋼からなる $\phi 80\text{mm}$ の棒鋼に、熱間鍛造加工を施して $\phi 130\text{mm}$ に形成した後、焼純処理を施し、ピッカース硬さが約 200HV の母鋼を作製した。この母鋼に切削加工を施し、モジュールが3、歯数が36、右振れ角度が 17° 、圧力角が $14^\circ 30'$ 、およびオーバーパーパル径が $123, 584\text{mm}$ の歯車を4つ作製した。各歯車に異なる表面改質処理を施し、それぞれ供試歯直 $1 \sim 4$ とした。

【0043】ここで、供試歯直1はVC（真空浸炭）処理のみを施したもの、供試歯直2はVC処理後にDSP（ダブルショットビーニング）処理を施したもの、供試歯直3はVC処理後にCIH（輪郭高周波焼入れ）処理を施したもの、供試歯直4はVC処理後にCIH処理を施し、その後、DSP処理を施したものである。

【0044】VC処理の加熱は誘導加熱により行うと共に、浸炭ガスとしてはプロパンガスを用い、炉内圧力は $6, 67 \times 10^{-4}\text{kPa}$ 、表面炭素濃度組成は $0, 8\text{wt\%}$ とした。また、脱炭処理条件は、図1に示すよう

20

30

40

50

(5)

特開2002-30344

8

に、先ず、1223Kで2880秒(48分)の浸炭処理を行った後、1173Kで60秒の1次焼入れを施し、窒素ガスによる冷却を行う。続いて、433Kで7200秒(2時間)の2次焼入れを施し、自然冷却を行った。

【0045】C I H処理は、図2に示すように、先ず、周波数が3kHzの高周波を用い、1.5秒で925Kまで超急速・短時間の加熱を行った後、0.9秒放置し、その後、周波数が150kHzの高周波を用い、0.2秒で1137Kまで超急速・短時間の加熱を行い、スプレー焼入(spray hardening)を行う。続いて、周波数が3kHzの高周波を用い、0.5秒で483Kまで超急速・短時間の加熱を行った後、2.0秒放置し、その後、水冷を行う。

【0046】DSP処理における1段目のショットピーニングの条件は、空気圧が4.90kPa、ノズル径が1.0mm、ショット粒径が0.6mm、ショット硬度が約700HV、アーカハイトが0.35mmCである。また、2段目のショットピーニングの条件は、空気圧が3.92kPa、ノズル径が4mm、ショット粒径が0.08mm、ショット硬度が約700HV、アーカハイトが0.26mmNである。

【0047】(試験1) 各供試歯車1～4の歯底R部をウインドウ法でマスキングした後、所定の溝さまで電解研磨し、残留オーステナイト(γ_a)量および残留応力(σ_r)の測定を行った。 γ_a 量は、マルテンサイトと γ_a のそれぞれの回折プロファイル面積比から求めた。

【0048】ここで、残留オーステナイト(γ_a)量および残留応力(σ_r)の測定装置としては、微小部X線測定装置を用いた。また、 γ_a 量および σ_r の測定部位は、曲げ疲労強度において特に重要な歯底フィレットR部の歯形方向とした。さらに、 γ_a 量および σ_r の測定には、X線としてC r-K_α線を用い、入射X線のビーム径は0.3mmとした。

【0049】(試験2) 各供試歯車1～4について、疲労試験を行った。疲労試験方法としては、加圧用シャフト側の歯と固定用シャフト側の歯との間に荷重を負荷する2歯同時疲労試験を採用した。2歯同時疲労試験は、疲労限まで到達する試験体数が2個であることから、信頼性が高い疲労試験方法である。予め、負荷歯の歯底R部の鈍角側端部に貼付けた歪みゲージ(ゲージ長は0.2mm)出力と荷重との関係を求めておき、この関係から歯元応力を評価した。負荷条件は、応力比(R : $\sigma_{max}/\sigma_{min}$)を0.1と一定、周波数を10Hz、応力波形を正弦波とした。尚、歯車の疲労限は、破断までのサイクル数を10'回とした時の繰返し応力とした。

【0050】先ず、表面改質部の特性について評価を行う。

【0051】(1) 表面粗さ

供試歯車1の表面粗さ(R_{aav})は0.0μmであつ

た。供試歯車2の R_{aav} は5.6μmであり、供試歯車1より若干小さな値であった。供試歯車3の R_{aav} は7.0μmであった。供試歯車4の R_{aav} は4.6μmであり、供試歯車3より小さな値であった。以上の結果から、供試歯車1、3にDSP処理を施してなる供試歯車2、4では、 R_{aav} が改善されることがわかった。

【0052】(2) 炭素濃度分布

各供試歯車1～4を構成するDSG1鋼と炭素濃度が略等しい樹脂構造用合金鋼材(SCM420H(JIS規格))からなる毎鋼(φ25mm、長さ100mm)に機械加工を施し、炭素濃度分布測定用の試験片を作製した。また、炭素濃度測定方法には、JIS規格に準拠した赤外線吸収法を用いた。表面から深さ50μmの位置の炭素濃度は、0.77wt%であり、略目的の炭素濃度となっていた。また、炭素濃度の計算結果と実測値とは略一致していた。

【0053】(3) 焼入硬化層

供試歯車4の表面改質処理後の断面模式図を図3に示す。

【0054】図3に示すように、供試歯車4(図3中の31)の硬化層は、歯先部34から歯底部35に亘って略均一に浸炭されたVC層32と、二次焼入で生成したC I H層33で構成されている。ここで、C I H層33の層厚は、歯底部35と比較して歯先部34の方が厚くなっている。

【0055】(4) 組織

供試歯車1、3、4の歯底R部の組織観察図を図4に示す。ここで、図4(a)～(c)は、それぞれ供試歯車1、3、4の観察図である。

【0056】供試歯車1の組織は、図4(a)に示すように、針状マルテンサイト+ γ_a であった。また、VC処理を施していることから、表面異常組織は観察されなかった。供試歯車3の組織は、図4(b)に示すように、極めて微細なラス状マルテンサイト+ γ_a であった。また、表面直下は、 γ_a 量が多いため、白っぽくなっていた。さらに、VC処理およびC I H処理の複合処理を施していることから、供試歯車1と同様に、表面異常組織は観察されなかった。供試歯車4の組織は、図4(c)に示すように、極めて微細なラス状マルテンサイト+ γ_a であった。表面直下には、供試歯車3のように γ_a は観察されず、また、塑性流動した痕跡が僅かに観察された。

【0057】(5) 極晶粒度

供試歯車1、3、4の歯底R部の旧オーステナイト極晶粒度の観察図を図5に示す。ここで、図5(a)は供試歯車1の200倍の観察図を、図5(b)、(c)は供試歯車3、4の600倍の観察図を示している。尚、オーステナイト結晶粒度番号(N)は、JIS規格に準拠して求めた。

【0058】図5(a)～(c)に示す供試歯車1、

(6)

特開2002-30344

10

各供試歯直1～4の表面および表面近傍における硬さ分布を調べた。硬さの評価は、微小硬さ試験機を用いて行った。試験荷重は、JISに準拠して2.942Nとした。ただし、表面から10μmの位置の硬さは、2.942Nの荷重では測定不可能であるため、0.9807Nの荷重で測定した。

【0067】各供試歯直1～4の表面からの深さ(μm)とピッカース硬さ(HV)との関係を図7に示す。ここで、白菱印が供試歯直1を、黒四角印が供試歯直2を、白三角印が供試歯直3を、黒丸印が供試歯直4を示している。

【0068】供試歯直1における深さ10μmの位置のピッカース硬さは7.35HVであり、また、最大硬さは7.99HVであった。

【0069】供試歯直2における深さ10μmの位置のピッカース硬さは10.40HVであり、極めて高い値であった。また、深さ200μmの位置においても、8.04HVという高い値を示した。ピッカース硬さは10.40HVであり、極めて高い値であった。つまり、供試歯直2の最大硬さは、供試歯直1の最大硬さと比較して、約2.40HVも高かった。これは、前述したように、DSP処理によって、加工誘起マルテンサイト変態が起こり、 γ_c がマルテンサイト化したためである。

【0070】供試歯直3における深さ10μmの位置のピッカース硬さは7.84HVであり、供試歯直1と比較して約5.0HV高かった。また、最大硬さを示すのは深さ200μmの位置であり、その値は8.93HVであった。

【0071】供試歯直4における深さ10～75μmの位置のピッカース硬さは10.57～10.67HVであり、極めて高い値であった。また、深さ約200μmまでは、供試歯直2よりも更に高い硬さを有していた。

【0072】ここで、供試歯直4の表面近傍で、100.0HVを超える超高硬さが得られた原因としては、①VC処理を施したことにより、粒界駆化などの表面異常組織が生成されなかった。

【0073】②CIH処理による超急速・短時間の加熱急冷処理により、表面近傍の硬さが上昇した。

【0074】③DSP処理による塑性変形効果と、それによって生じた加工誘起マルテンサイト変態との重合効果により、表面直下の硬さが著しく上昇した。

【0075】という3つの要因の複合効果によるものと考えられる。

【0076】(7) 残留応力(σ_r)分布

各供試歯直1～4の表面からの深さ(μm)と残留応力(σ_r)との関係を図8に示す。ここで、白菱印が供試歯直1を、黒四角印が供試歯直2を、白三角印が供試歯直3を、黒丸印が供試歯直4を示している。

【0077】供試歯直1の表面近傍においても、圧縮残留応力が導入されているが、その値は約390MPa前

3.4のNは、それぞれNo.8.6、No.13.4、No.13.5であり、供試歯車3、4の結晶粒度が特に微細であった。

【0059】ここで、各供試歯直1、3、4の結晶粒径を求と仮定し、Nから平均結晶粒径(d_{av})を求めた。その結果、供試歯直1のd_{av}は2.0.3μm、供試歯直3のd_{av}は3.8μm、供試歯直4のd_{av}は3.7μmであった。これから、供試歯直3、4のd_{av}は極めて微細であることがわかる。このように、d_{av}が微細になるのは、粗急速・短時間の加熱急冷処理であるCIH処理の二次焼入効果によるものである。

【0060】(6) 強度オーステナイト(γ_c)量分布
各供試歯直1～4の表面からの深さ(μm)と γ_c 量(%)との関係を図6に示す。ここで、白菱印が供試歯直1を、黒四角印が供試歯直2を、白三角印が供試歯直3を、黒丸印が供試歯直4を示している。

【0061】供試歯直1の表面の γ_c 量は11.5±0.1%であった。また、 γ_c 量の最大値は、深さ100μmの位置であり、その値は26.8±0.1%であった。

【0062】供試歯直2の表面の γ_c 量は1.8±0.1%と非常に少なかった。また、 γ_c 量の最大値は、深さ165μmの位置であるが、供試歯直1と比較して著しく少なく、その値は16.5±0.1%であった。

【0063】供試歯直3の表面の γ_c 量は24.5±0.1%と極めて多く、供試歯直2の最大値よりも大きかった。また、 γ_c 量の最大値は、深さ15μmの位置であり、その値は31.3±0.1%であった。さらに、 γ_c 量は、深さ210μmの位置でも21.2±0.1%と高い値であった。これらの値は、VC処理のみを施した供試歯直1と比較しても非常に大きな値である。このように、VC処理後、CIH処理を施した供試歯直3の γ_c 量が多いのは、炭素量が多く、かつ、図2に示した焼入れ加熱温度がやや高かったことに起因していると考えられる。

【0064】供試歯直4の表面の γ_c 量は3.6±0.1%と非常に少なかった。また、 γ_c 量の最大値は、深さ100μmの位置であり、その値は23.8±0.1%であった。このように、VC処理およびCIH処理後、DSP処理を施した供試歯直4の γ_c 量は、供試歯直3の γ_c 量と比較して非常に少なくなっていた。

【0065】 γ_c は疲労強度の上で有害であるとから、歯車の疲労限を向上させるには、表面近傍の γ_c 量を少なくすることが重要である。以上の結果から明らかのように、DSP処理を施した供試歯直2、4は、DSP未処理の供試歯直1、3と比較して、表面近傍の γ_c 量が著しく少なかった。これは、DSP処理によって、加工誘起マルテンサイト変態が起こり、 γ_c がマルテンサイト化したためである。このことから、DSP処理を施すことと、疲労強度の上で有害な γ_c の相当量をマルテンサイト化することが可能であることがわかる。

【0066】(7) 硬さ分布

(7)

特開2002-30344

12

考えられる。

【0078】供試歯車2では極めて大きな圧縮残留応力が導入されており、その最大値(1838 MPa)は表面であった。また、表面からの深さが9.0 μmの位置においても、1173 MPaという高い圧縮残留応力が導入されていた。しかし、表面からの深さが約200 μm以上の領域では、供試歯車1と同程度の圧縮残留応力分布となっている。

11

【0079】供試歯車3の表面では801 MPaの圧縮残留応力が導入されていた。また、最大残留応力は、1054 MPaとそれ程高い値ではないものの、表面から、深さ約350 μmまでの領域には、約900 MPa以上の圧縮残留応力が導入されていた。これは、CIH処理による表面のみの超急速・短時間の加熱急冷処理の効果によるものである。

【0080】供試歯車4では極めて大きな圧縮残留応力が導入されており、その最大値(1862 MPa)は表面であった。また、供試歯車3と同様に、表面から、深さ約25.0 μmまでの領域には、約900 MPa以上の圧縮残留応力が導入されていた。

【0081】ここで、供試歯車2、4の表面近傍で、極めて高い圧縮残留応力が得られたのは、前述した(7)硬さ分布における図および図と同じ効果によるものと考えられる。

【0082】次に、疲労強度と疲労試験後の残留応力分布について評価を行う。

【0083】(7) S-N線図

疲労試験は、供試歯車1、2、4に対して行った。供試歯車1、2、4のS-N線図を図9に示す。ここで、横軸は破断までのサイクル数(回)を、縦軸は疲労強度(σ_c (MPa))を示している。また、白四角印が供試歯車1を、黒四角印が供試歯車2を、黒丸印が供試歯車4を示している。

【0084】図9に示すように、VC処理のみを施した供試歯車1の疲労限(σ_c)は883 MPaであった。また、供試歯車2の σ_c は1931 MPaであり、供試歯車1の σ_c の2.18倍であった。さらに、供試歯車4の σ_c は2207 MPaであり、供試歯車1の σ_c の2.50倍であった。

【0085】ここで、供試歯車2、4において、極めて高い σ_c が得られた原因としては、

① VC処理を施していることにより、粒界酸化などの表面腐食層が生成されなかった。

【0086】② DSP処理により、表面近傍の σ_c が著しく低減した。

【0087】③ DSP処理の効果により、1000 HV以上の超高硬さが得られた。

【0088】④ 表面に1800 MPa以上の極めて高い圧縮残留応力を導入することができた。

【0089】という4つの要因の複合効果によるものと

10

(8) 疲労試験後の残留応力分布

供試歯車の疲労強度に対する高い圧縮残留応力の有効性を確認するため、疲労限(10'回)まで到達した歯車の残留応力分布を計測した。ここで、計測には、供試歯車2を用いた。

【0090】供試歯車2の表面からの深さ(μm)と残留応力(σ_c)との関係を図10に示す。ここで、黒四角印が疲労試験前を、白四角印が1710 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後を、黒丸印が1931 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後を示している。

【0091】図10に示すように、1710 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1540 MPaという極めて高い圧縮残留応力が存在していることがわかる。また、試験条件が1931 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1627 MPaという高い圧縮残留応力が存在している。

【0092】図10に示すように、1710 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1540 MPaという極めて高い圧縮残留応力が存在していることがわかる。また、試験条件が1931 MPaの荷重で、10'回の疲労試験を行った後の供試歯車2の歯底R部には、疲労試験後にも1627 MPaという高い圧縮残留応力が存在している。

【0093】図示しないが、他の供試歯車1、3、4においても、表面においては、疲労試験前後で圧縮応力が211~298 MPa低下しており、また、表面からの深さが約50 μm以上の領域では、疲労試験前後の圧縮残留応力分布に殆ど差異は認められなかった。

【0094】つまり、R20の場合、疲労試験によって圧縮残留応力はあまり消失しないと考えられる。

【0095】次に、表面改質特性の疲労強度に及ぼす影響について評価を行う。

【0096】S50Cからなる母材に窒素ガスを主成分とする軟着化処理を施したもので歯車1を、SCM420Hからなる母材に吸収性ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので歯車2を、SCM420Hからなる母材に吸収性ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので歯車3を、SCM420Hからなる母材に窒素ガスを主成分とする浸炭処理を施したもので歯車4を、S50Cからなる母材にCIH処理を施したもので歯車5を、S50Cからなる母材にCIH処理およびDSP処理を施したもので歯車6を、S50Cからなる母材にCIH処理およびDSP処理を施したもので歯車7を、DSG1鋼からなる母材にVC処理を施したもので歯車8を、DSG1鋼からなる母材にVC処理、CIH処理、およびDS

(8)

特開2002-30344

13

14

P処理を施したもので歯車9を作製する。

* [0100]

【0099】各歯車1～9の表面改質特性および疲労強度を表1に示す。

【表1】

本

	母材	表面改質法	結晶粒径の 粒 (μm)	引張り (νm)	HV-25%HV (HV)	表面さ (MPa)	表面粗さ (MPa)	疲労強度 (MPa)
歯車1	SS9C	NNC #2	0	—	—	360	280	461
歯車2	SD-2001	ECC #3	1.0	29.7	—	685	303	527
歯車3	SDM2001	ECC #3	2.0	21.0	7.8	693	338	784
歯車4	SDM2001	NGC #4	1.5	18.8	7.3	763	354	886
歯車5	D881	VC	0	20.3	11.8	789	381	888
歯車6	350C	C1H	0	7.9	—	787	410	1268
歯車7	350C	C1H+DSP	0	7.4	—	732	1614	1710
歯車8	D861	VC+DSP	0	26.3	1.8	1040	1233	1031
歯車9	D861	VC+C1H+DSP	0	3.7	3.8	1067	1562	2207

#2: 真空ガスを生成成分とした熱処理

#3: 吸熱性ガスを生成成分とした浸炭處理

#4: 真空ガスを生成成分とした差圧處理

【0101】(1) 表面硬さ及び最大圧縮残留応力 (σ_{max}) と疲労限 (σ_{f0}) との関係

$R=0.1$ の負荷条件で使用される歯車では、硬さ、最大圧縮残留応力、結晶粒度の表面改質特性の内、どの特性が最も有効であるかを検討してみた。そこで、先ず、降伏応力 (σ_y) と最大圧縮残留応力 (σ_{max}) の和を第1因子とし、この第1因子と歯車の疲労限 (σ_{f0}) との関係を求めてみた。

【0102】降伏応力 (σ_y) と最大圧縮残留応力 (σ_{max})

この結果、 σ_{f0} が高い歯車8、9では、1000HV以上の超高硬さで、かつ、表面に1800MPa以上の高い圧縮残留応力が導入されている。また、 σ_y が1710MPaの歯車7にも、表面直下に1514MPaの高い圧縮残留応力が導入されている。さらに、表面直下に高い圧縮残留応力を導入することにより、応力拡大係数 (K値) は、表面近傍だけではなく内部の方まで小さくなる。したがって、C1H処理およびDSP処理の組合せることで、表面直下の高硬さと高圧縮残留応力の導入が可能となり、歯車の疲労強度を向上させる上で極めて有効と考えられる。

【0105】(1) 結晶粒径の疲労限 (σ_{f0}) に及ぼす影響図11に示したように、結晶粒径 (d_c) が微細な歯車20番 (d_c = 3.7 μm) の和と疲労限 (σ_{f0}) との関係を図11に示す。

ここで、 σ_y はHV-N/3 (MPa) とした (図7の単位系では、HVの単位はKg/cm² であり、 $\sigma_y = 3.27HV$ (MPa))。

【0103】図11に示すように、 σ_{f0} は $\sigma_y + \sigma_{max}$ に比例し、 $\sigma_y + \sigma_{max}$ の増加に伴って σ_{f0} も増加している。この関係を最小二乗法で求めると、以下に示す式 (図11中の直線L₁) が得られる。

【0104】

$$\sigma_{f0} = 0.478 (\sigma_y + \sigma_{max}) - 454 \dots ①$$

30番歯車9 (d_c = 3.7 μm)、歯車7 (d_c = 7.4 μm)、歯車6 (d_c = 7.9 μm) では、 σ_{f0} がいずれも直線L₁の上側に位置している。これに対して、結晶粒径 (d_c) が大きい歯車8 (d_c = 20.3 μm)、歯車5 (d_c = 20.3 μm)、歯車3 (d_c = 21.0 μm)、歯車2 (d_c = 29.7 μm) では、 σ_{f0} がいずれも直線L₁の下側に位置している。

【0106】この結果、R=0.1の負荷条件においては、歯車の疲労限を決定する第1因子は①式の ($\sigma_y + \sigma_{max}$) であり、第2因子は結晶粒径であることがわかる。

【0107】そこで、疲労限に関する①式は、次に示す②式のように表される。

【0108】

$$\sigma_{f0} = 0.478 (\sigma_y + \sigma_{max}) + a + b d_c^{-1/4} \dots ②$$

(ここで、a, bは定数、d_cの単位はμmである)

(σ_{f0}) との関係を図12に示す。

【0109】図12に示すように、R=0.1の条件で得られた歯車の疲労限 (σ_{f0}) とパラメータXとの間に、極めて良好な相関があることがわかる。

【0110】これらの結果から、降伏応力 (σ_y)、最

(9)

特開2002-30344

16

15

大圧縮強度応力 (σ_{max})、および平均結晶粒径 (d) と歯車の疲労限 (σ_f)との間に、比例関係があることがわかった。また、R部の負荷条件の歯車の疲労限を向上させるためには、表面近傍の高硬さおよび表面近傍に大きな圧縮残留応力を導入することが重要であるが、結晶粒径を小さくすることも重要であることがわかった。

【0112】以上、本発明の実施の形態は、上述した実施の形態に限定されるものではなく、他にも種々のものが想定されることは言うまでもない。

【0113】

【発明の筋果】以上要するに本発明によれば、機械構造用合金鋼の表面に、真空炭焼処理とダブルショットピーニング処理または真空炭焼処理、超急冷・短時間の加熱急冷処理、及びダブルショットピーニング処理を施すことで、応力比が正の荷重条件の時の疲労強度に優れた機械構造用合金鋼を得ることができるという優れた筋果を発揮する。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例における炭焼処理の処理条件を示す図である。

【図2】実施例における輪郭高周波焼入れ処理の処理条件を示す図である。

* 【図3】実施例における供試歯車4の表面改質処理後の断面模式図である。

【図4】実施例における供試歯車1、3、4の表面改質処理後の歯底R部の組織観察図である。

【図5】実施例における供試歯車1、3、4の表面改質処理後の歯底R部の旧オーステナイト結晶粒度の観察図である。

【図6】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さと残留オーステナイト含有量との関係を示す図である。

【図7】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さとビッカース硬さとの関係を示す図である。

【図8】実施例における各供試歯車1～4の表面からの深さと残留応力との関係を示す図である。

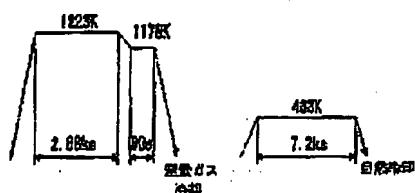
【図9】実施例における供試歯車1、2、4のS-N線図である。

【図10】実施例における供試歯車2の、疲労試験前後の表面からの深さと残留応力との関係を示す図である。

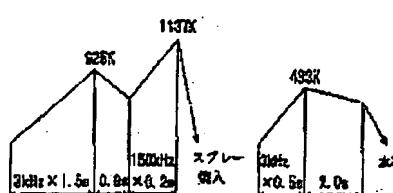
【図11】実施例における降伏応力と最大圧縮残留応力の和と疲労限との関係を示す図である。

【図12】パラメータXと疲労限との関係を示す図である。

【図1】



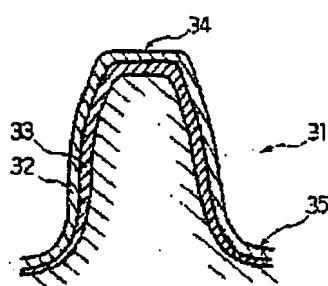
【図2】



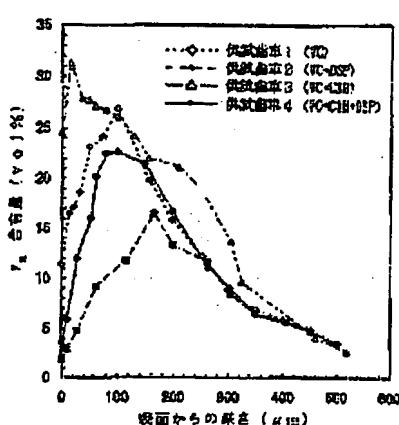
【図4】



【図3】



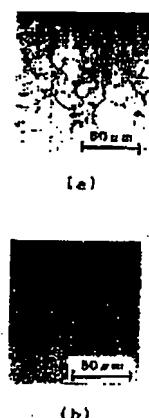
【図6】



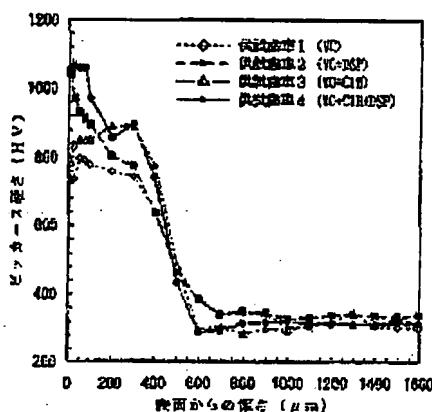
(10)

特開2002-30344

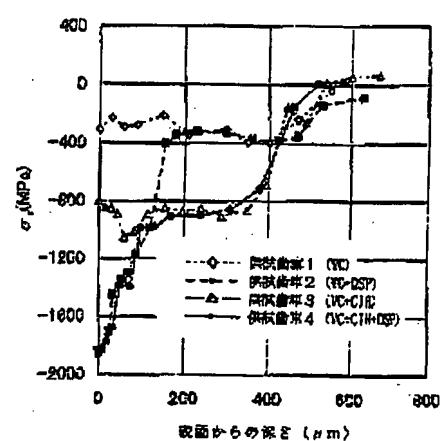
【図5】



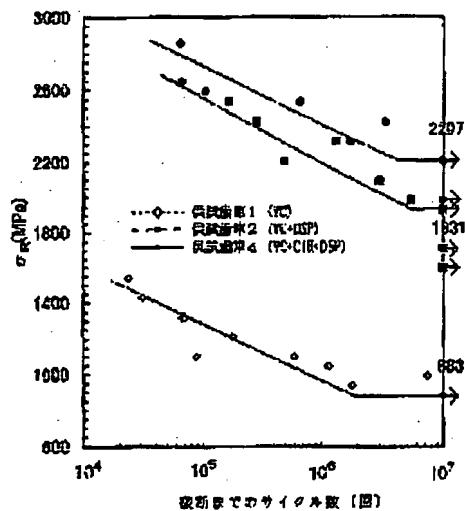
【図7】



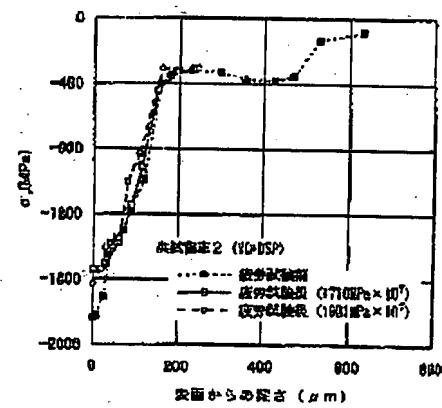
【図8】



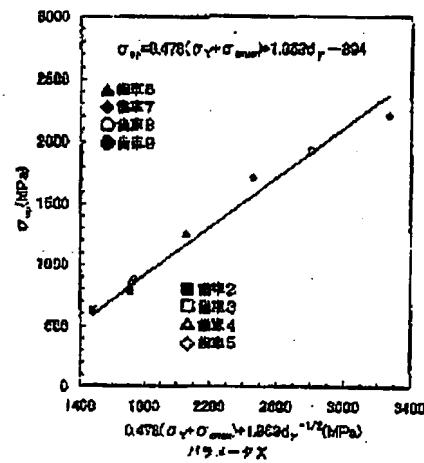
【図9】



【図10】



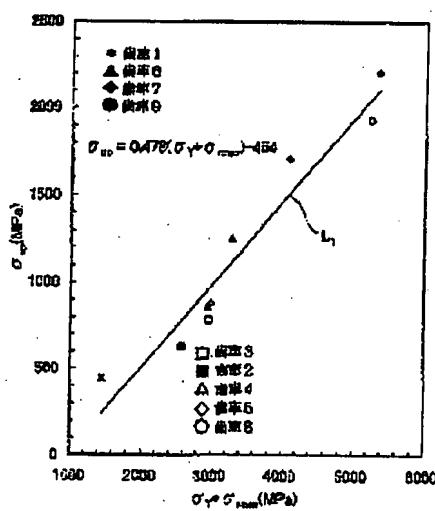
【図12】



(11)

特開2002-30344

【図11】



フロントページの続き

(51) Int.Cl.	識別記号	F I	ナードコード(参考)
C21D 1/10 7/06		C21D 1/10 7/06	A
C22C 38/00 38/44	301	C22C 38/00 38/44	301N
C23C 8/22		C23C 8/22	